

Радиационные эффекты и межфазные взаимодействия в омических и барьерных контактах к фосфиду индия, стимулированные быстрыми термическими обработками и облучением γ -квантами ^{60}Co

© А.Е. Беляев, Н.С. Болтовец*, А.В. Бобыль†, В.Н. Иванов*, Л.М. Капитанчук^x, В.П. Кладько, Р.В. Конакова[¶], Я.Я. Кудрик, А.А. Корчевой, О.С. Литвин, В.В. Миленин, С.В. Новицкий, В.Н. Шермет

Институт физики полупроводников им. В.Е. Лашкарева
Национальной академии наук Украины,
03028 Киев, Украина

* Государственное предприятие «Научно-исследовательский институт «Орион»»,
03057 Киев, Украина

† Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

^x Институт электросварки им. Е.О. Патона Национальной академии наук Украины,
03068 Киев, Украина

(Получена 29 апреля 2010 г. Принята к печати 18 мая 2010 г.)

Исследована радиационная стойкость исходных и прошедших быструю термическую обработку омических контактов $\text{Au-Pd-Ti-Pd}-n^{++}\text{-InP}$ и барьерных $\text{Au-TiB}_x-n-n^{++}\text{-InP}$ при облучении γ -квантами ^{60}Co до доз 10^9 Р. До и после внешних воздействий измерялись электрофизические характеристики барьерных и омических контактов, профили распределения компонентов и фазовый состав в слоях металлизации. В омических контактах Pd-Ti-Pd-Au , прошедших быструю термическую обработку и облучение, происходит заметное нарушение слоевой структуры металлизации, обусловленное термическим и радиационно-стимулированным массопереносом Pd по границам зерен в поликристаллических пленках Ti и Au, но величина удельного контактного сопротивления ρ_c существенно не изменяется, что связано со сравнительно постоянным фазовым составом контактообразующего слоя на границе раздела $\text{Pd}-n^{++}\text{-InP}$. В исходном и прошедшем быструю термическую обработку при $T = 400^\circ\text{C}$ образце с барьерными контактами $\text{Au-TiB}_x-n-n^{++}\text{-InP}$, облученном до дозы $2 \cdot 10^8$ Р, сохраняется слоевая структура металлизации. После облучения до дозы 10^9 Р в образцах, подвергнутых быстрой термической обработке при $T = 400^\circ\text{C}$ слоевая структура металлизации полностью нарушается, однако она сохраняется в исходном образце. Электрофизические свойства контактной структуры значительно деградируют лишь после облучения образца, предварительно прошедшего быструю термическую обработку при $T = 400^\circ\text{C}$.

1. Введение

Фосфид индия является одним из немногих полупроводниковых материалов, используемых для создания диодов Ганна миллиметрового и субмиллиметрового диапазонов длин волн [1–6]. Интерес к элементной базе сверхвысокочастотной (СВЧ) электроники миллиметрового диапазона длин волн на основе InP, как одного из наиболее предпочтительных материалов для изготовления диодов Ганна, связан с малыми потерями СВЧ мощности при прохождении сигналов в неблагоприятных условиях, с увеличением объема и скорости передачи информации, а также с рядом преимуществ, обусловленных электрофизическими свойствами InP. Обладая более высокой дрейфовой скоростью электронов и более высокой теплопроводностью, чем GaAs, фосфид индия перспективен для создания высокоэффективных генераторных диодов Ганна короткого миллиметрового диапазона. Однако реализация этих преимуществ фосфида индия существенно зависит от качества омических контактов, а в микроволновых диодах с барьером Шоттки и в полевых транзисторах еще и от качества

барьерных контактов. И если термостойкость контактной металлизации к InP достаточно хорошо изучена, то о влиянии ионизирующей радиации на свойства омических и барьерных контактов известно мало. Заметим также, что к настоящему времени установлено, что параметры омических и барьерных контактов к InP зависят от контактирующих металлов, обработки поверхности, температурных режимов формирования контактов, определяющих процессы межфазной диффузии (массопереноса), и химических реакций, от которых в свою очередь зависят фазовый состав контактирующих материалов и свойства переходных слоев на границах раздела металл–InP.

Для повышения термической устойчивости контактов в слоях металлизации между верхним слоем (чаще всего Au) и контактообразующим формируются буферные слои (диффузионные барьеры). Как правило, все пленки металлов (сплавов), входящих в контактную металлизацию, — поликристаллические. Поэтому долговременная работа таких контактов в InP-приборах при повышенной температуре и большой рассеиваемой мощности оказывается ограниченной межзеренной диффузией в компонентах металлизации и массопереносом на границе раздела металл–полупроводник.

[¶] E-mail: konakova@isp.kiev.ua

Термостойкость контактов можно повысить, если исключить или существенно замедлить диффузию (массоперенос компонентов металлизации и полупроводника) по границам зерен. Для контактов к широкощелевым полупроводникам с этой целью были предложены диффузионные барьеры из аморфных (квазиаморфных) сплавов внедрения [7,8]. Такими сплавами являются нитриды, бориды, вольфраматы тугоплавких металлов. В работах [8,9] было показано, что барьерные контакты $\text{Au-TiB}_x-n-n^+-n^{++}\text{-InP}$ являются термостойкими до 600°C . Усиление массопереноса после отжига при $T = 800^\circ\text{C}$ связано с релаксацией внутренних механических напряжений в контактной металлизации путем ее растрескивания. В то же время на расколовшихся фрагментах такого образца сохраняются слоистая структура металлизации и барьерные свойства. При этом вплоть до термоотжига при $T = 800^\circ\text{C}$ пленка TiB_x остается квазиаморфной, что и обеспечивает высокую термостойкость контактов. Однако радиационная стойкость контактов к InP с аморфным (квазиаморфным) барьерным слоем TiB_x и омических контактов $\text{Au-Pd-Ti-Pd}-n^{++}\text{-InP}$, сформированных поликристаллическими слоями металлизации, не изучалась.

Цель данной работы состоит в исследовании радиационной стойкости барьерных контактов $\text{Au-TiB}_x-n-n^+-n^{++}\text{-InP}$ и омических контактов $\text{Au-Pd-Ti-Pd}-n\text{-InP}$ при облучении γ -квантами ^{60}Co до доз 10^9 Р в исходных и прошедших быстрые термические обработки (БТО) контактных структурах.

2. Образцы и методы исследований

Барьерная структура $\text{Au-TiB}_x-n-n^+-n^{++}\text{-InP}$ формировалась пылением TiB_x (50 нм) и Au (50 нм) в одном технологическом цикле. Омические контакты создавались последовательным резистивным напылением Pd (30 нм), Ti (50 нм), Pd (100 нм) и Au (100 нм) в вакууме $\sim 10^{-7}$ Торр. В обоих случаях металлизация осуществлялась на подогретую до 300°C и предварительно подвергнутую фотонной очистке поверхность подложки $n^{++}\text{-InP}$ (омические контакты) или поверхность $n-n^+-$ слоя InP (барьерные контакты). Концентрация легирующей примеси в $n^{++}\text{-InP}$ составляла $\sim 10^{18} \text{ см}^{-3}$, толщина подложки была ~ 350 мкм, в активных эпитаксиальных слоях толщиной $\sim 2-3$ мкм концентрация не превышала $8 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ и $5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ — в буферных слоях $n^+-\text{InP}$. Формирование слоев TiB_x с размерами упорядоченных участков в пленке порядка или менее 3 нм осуществлялось при токе разряда 0.4 А и позволяло получать квазиаморфные пленки TiB_x , структура которых не изменялась после БТО при $T = 300$ (400°C) и после облучения до дозы $2 \cdot 10^8$ Р, что подтверждается приведенными на рис. 1 рентгенодифрактограммами контактных структур $\text{Au-TiB}_x-n-n^+-n^{++}\text{-InP}$, исходной и прошедшей БТО при 400°C .

Фазовый состав омической металлизации после всех внешних воздействий практически не изменялся. Пленки

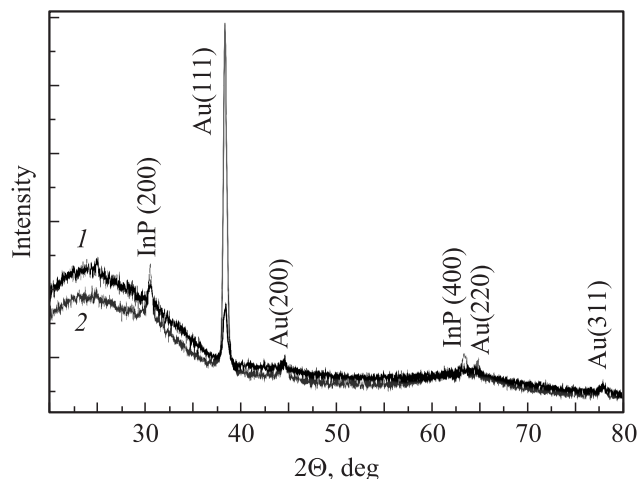


Рис. 1. Рентгенодифрактограммы контактных структур $\text{Au-TiB}_x\text{-InP}$: 1 — исходной, облученной γ -квантами ^{60}Co до дозы $2 \cdot 10^8$ Р; 2 — прошедшей БТО при 400°C и облученной до дозы $2 \cdot 10^8$ Р.

Pd, Ti и Au оставались поликристаллическими, что подтверждается типичными рентгенодифрактограммами, приведенными на рис. 2, исходных образцов и образцов, подвергнутых БТО при 300 (400°C). Радиационное воздействие до дозы 10^8 Р исходного образца, а также прошедшего БТО при 400°C не изменило вид дифрактограмм.

Исследовались два типа образцов: диодные структуры и тестовые структуры площадью $1 \times 1 \text{ см}^2$ для измерения профилей распределения компонентов в слоях металлизации методом электронной оже-спектроскопии и рентгенофазового анализа. Для измерения удельного контактного сопротивления ρ_c использовался радиальный метод длинной линии — Transmission Line Method (TLM) [10]. Диодные структуры диаметром 100 мкм формировались с помощью фотолитографии. На них

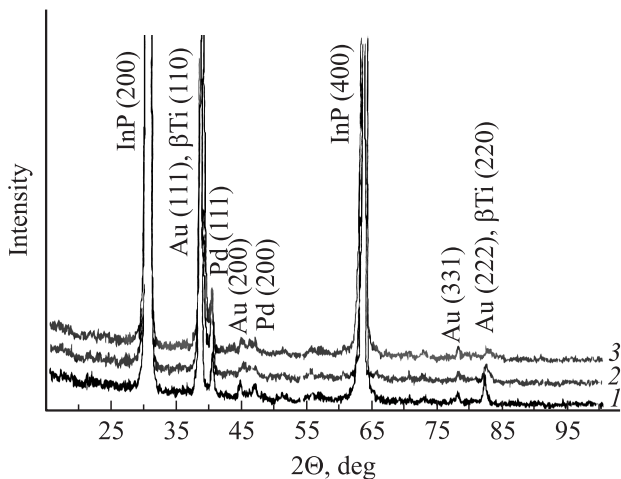


Рис. 2. Рентгенодифрактограммы: 1 — исходной контактной структуры Au-Pd-Ti-Pd-InP ; 2 — прошедшей БТО при 300°C и 3 — при 400°C .

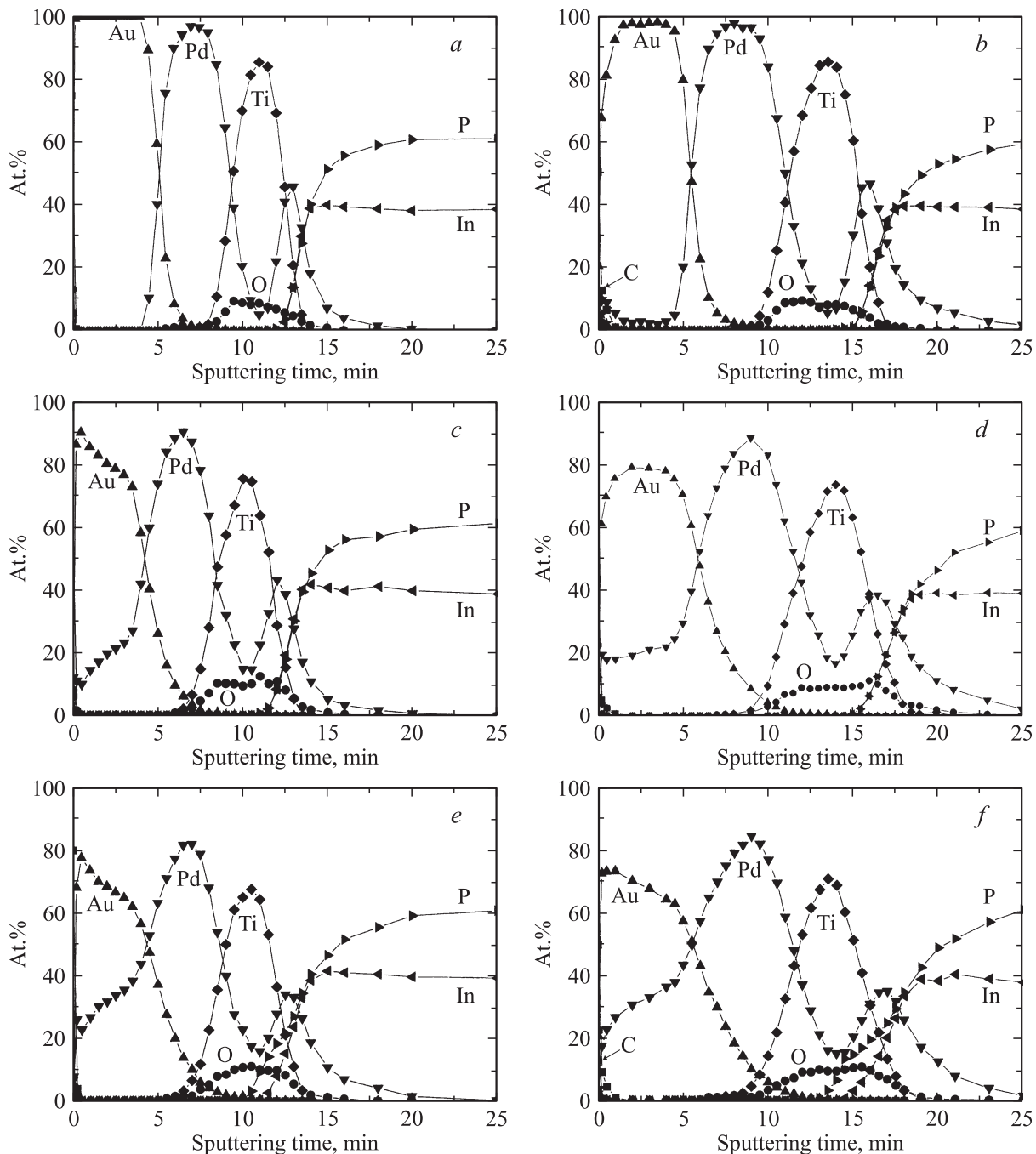


Рис. 3. Профили распределения компонентов в контакте Au-Pd-Ti-Pd- n^{++} -InP до и после БТО при $T = 300$ и 400°C (*a, c, e*) и этих же образцов, облученных γ -квантами ^{60}Co до дозы 10^8 Р (*b, d, f*).

измерялись вольт-амперные характеристики (ВАХ), из которых рассчитывались высота барьера ϕ_b и фактор идеальности n .

Часть диодных и тестовых структур подвергались БТО при 300 (400°C) с последующим облучением γ -квантами ^{60}Co до доз 10^{18} , $2 \cdot 10^8$ и 10^9 Р. Облучению такими дозами подвергались и исходные (не подвергнутые БТО) образцы.

До и после внешних воздействий измерялись электрические характеристики барьерных и омических кон-

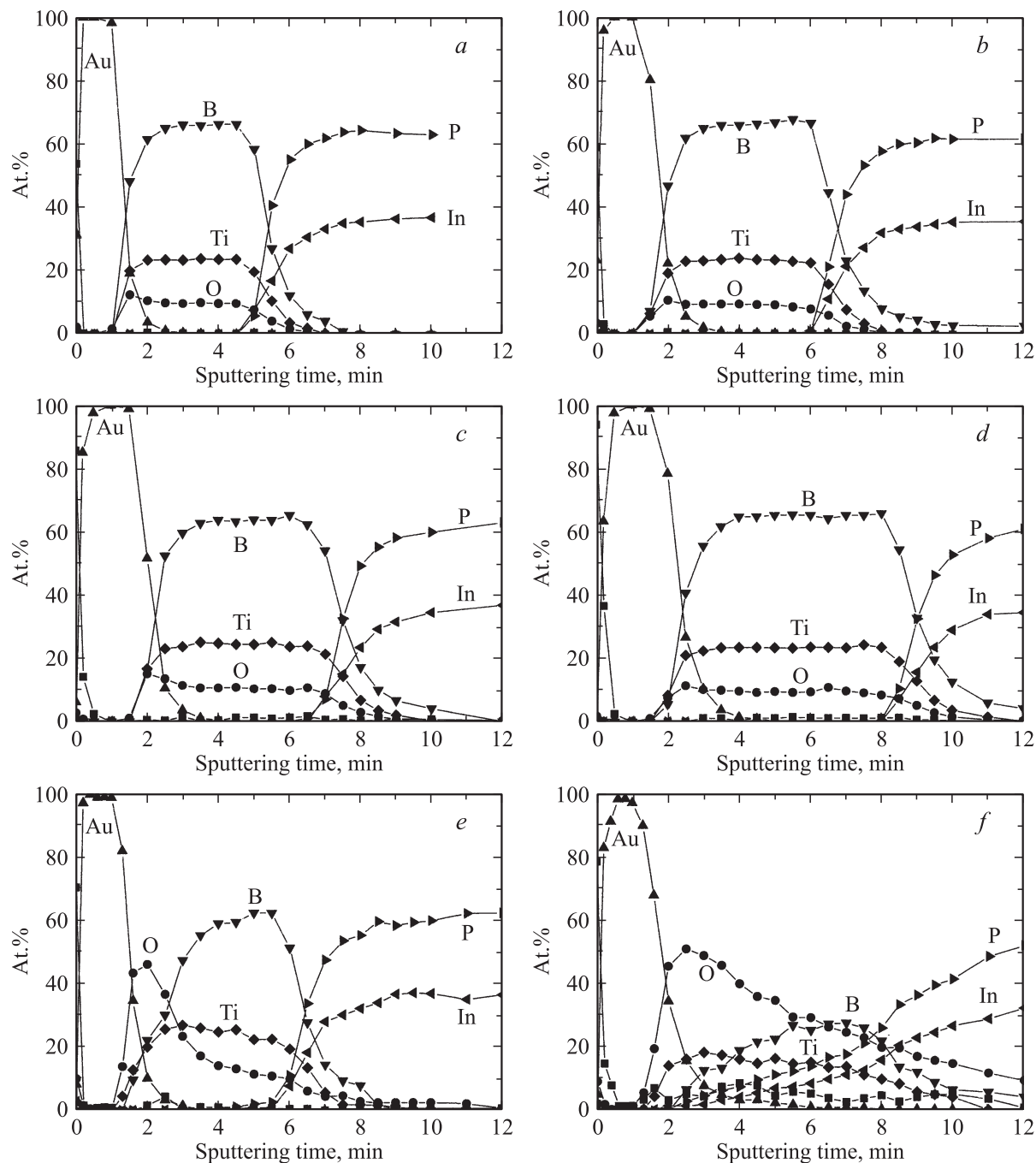
тактов, профили распределения компонентов и фазовый состав в слоях металлизации, а также морфология поверхности верхнего слоя металлизации — Au.

3. Экспериментальные результаты и обсуждение

На рис. 3 представлены данные послойного оже-профилирования контактов Au-Pd-Ti-Pd- n^{++} -InP до и пос-

Таблица 1. Влияние быстрой термической обработки и облучения γ -квантами ^{60}Co до дозы 10^8 P на величину удельного контактного сопротивления омических контактов к $n^{++}\text{-InP}$

Контакты	$\rho_c, \text{Ом} \cdot \text{см}^2$		
	исходный	после БТО 300° C	после БТО 400° C
Au-Pd-Ti-Pd (исходный)	$2 \cdot 10^{-3} - 5 \cdot 10^{-3}$	$2 \cdot 10^{-3} - 5 \cdot 10^{-3}$	$5 \cdot 10^{-3} - 7 \cdot 10^{-3}$
Au-Pd-Ti-Pd (после облучения 10^8 P)	$4 \cdot 10^{-3} - 5 \cdot 10^{-3}$	$2 \cdot 10^{-3} - 3 \cdot 10^{-3}$	$5 \cdot 10^{-3} - 8 \cdot 10^{-3}$

**Рис. 4.** Профили распределения компонентов в контакте $\text{Au-TiB}_x\text{-}n\text{-}n^+\text{-}n^{++}\text{-InP}$ до и после БТО при $T = 400^\circ\text{C}$ (a, b); до и после БТО при $T = 400^\circ\text{C}$ и облучения γ -квантами ^{60}Co до доз $2 \cdot 10^8 \text{ P}$ (c, d); до и после БТО при $T = 400^\circ\text{C}$ и облучения γ -квантами ^{60}Co до доз 10^9 P (e, f).

ле БТО и облучения γ -квантами ^{60}Co до дозы 10^8 Р. Приведенные экспериментальные данные указывают на наличие слоевой структуры металлизации в исходном образце и до 10% кислорода в слое Ti. БТО при 300 (400°C) существенно не изменяет содержание кислорода в пленке Ti, однако приводит с повышением температуры БТО к значительному массопереносу Pd сквозь поликристаллическую пленку Au и выходу его на поверхность золотой пленки до 12% после БТО при 300°C и 26% после БТО при 400°C. При этом после БТО при 400°C увеличивается протяженность переходного слоя на границе раздела $\text{Pd}-n^{++}\text{-InP}$ и его „размытость“ со стороны InP, что указывает на интенсификацию взаимодействия между Pd и InP.

Облучение γ -квантами ^{60}Co способствовало усилению массопереноса Pd в фосфид индия и через пленку Au на его поверхность. При этом на поверхности пленки Au наблюдается до 10% Pd при незначительном содержании кислорода. Как видно из рис. 3, в образцах, прошедших БТО при 300 (400°C) и облученных до 10^8 Р, массоперенос Pd усиливается. При этом, однако, содержание кислорода в пленке Ti практически не меняется. В рентгенодифрактограммах всех облученных образцов не замечено появления новых фаз.

Существенным в контактных структурах, прошедших БТО и облучение, является заметное нарушение слоевой структуры металлизации, что может быть связано с термо- и радиационно-стимулированным массопереносом Pd, усиленным возможной релаксацией внутренних механических напряжений, ранее наблюдаемой в многослойных структурах $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$ [11].

Влияние БТО и облучения γ -квантами ^{60}Co на величину ρ_c представлено в табл. 1.

Из данных табл. 1 видно, что омический контакт к $n^{++}\text{-InP}$ формируется в процессе напыления металлов на подогретую до 300°C подложку InP. Последующая БТО при 300 (400°C) практически не повлияла на величину ρ_c , что находится в хорошем соответствии с данными рентгенофазного анализа и оже-профилирования, свидетельствующих о сравнительно слабых изменениях в области контактообразующего слоя. Небольшое увеличение ρ_c после БТО при 400°C может быть обусловлено увеличением содержания кислорода и его пространственно неоднородным распределением в контактообразующем слое, а также более неоднородным по сравнению с исходным и прошедшим БТО при 300°C распределением атомов Р и In в переходном слое.

Облучение, как это было видно из табл. 1, существенно не изменило величины ρ_c ни в одном из образцов, несколько уменьшив разброс ρ_c в облученных исходных и прошедших БТО при $T = 300^\circ\text{C}$ образцах и незначительно увеличив ρ_c в образцах, прошедших БТО при $T = 400^\circ\text{C}$, что, по-видимому, связано с радиационно-стимулированной релаксацией внутренних механических напряжений в них.

Данные оже-профилирования контактов $\text{Au-TiB}_x-n^{++}\text{-InP}$ представлены на рис. 4, из которых видно, что как в исходном, так и в прошедшем БТО

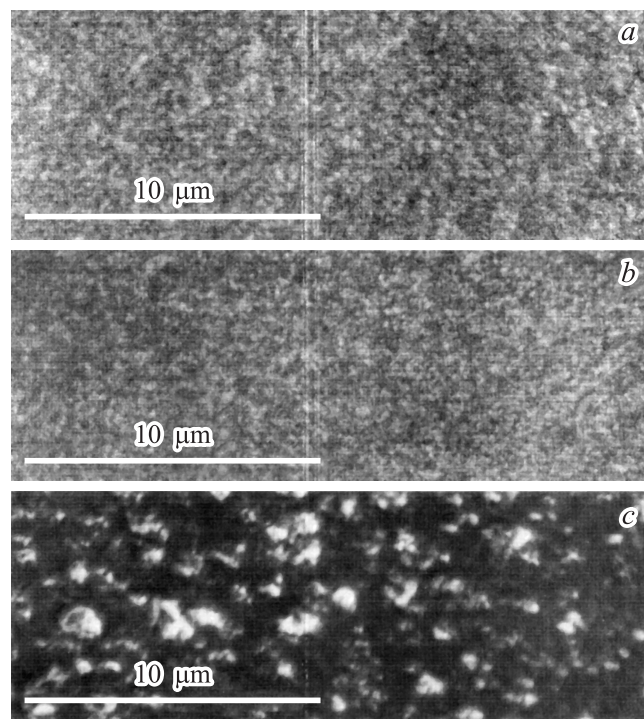


Рис. 5. Морфология поверхности исходной тестовой структуры $\text{Au-TiB}_x\text{-InPd}$ (a) после БТО при $T = 400^\circ\text{C}$ (b) и прошедшей БТО при $T = 400^\circ\text{C}$ и облученной до 10^9 Р (c).

при $T = 400^\circ\text{C}$ и облученном до дозы $2 \cdot 10^8$ Р образцах сохраняется слоевая структура металлизации, нарушаемая значительным увеличением содержания кислорода после облучения обоих типов образцов до дозы 10^9 Р. При этом в образце, прошедшем БТО и облученном до 10^9 Р, слоевая структура металлизации нарушена полностью, а морфология поверхности пленки Au вместо мелкозернистой как в образце, прошедшем БТО, необлученном и облученном до $2 \cdot 10^8$ Р (рис. 5, a, b), становится микропористой (рис. 5, c).

Заметим, что данные по профилям распределения компонентов в слоях металлизации исходных образцов, прошедших БТО и облученных до $2 \cdot 10^8$ Р, коррелируют с результатами рентгенофазного анализа, из которых следует также сохранение квазиаморфной фазы TiB_x в анализируемых образцах. При этом, судя по данным оже-профилирования, в пленке TiB_x , содержащей кислород до 10%, не исключено наличие оксидов, устойчивых к воздействиям радиации до дозы $2 \cdot 10^8$ Р. Окислительные процессы в образцах обоих типов (исходных и прошедших БТО), облученных до дозы 10^9 Р, как отмечалось нами в [12], могут быть связаны с попаданием в образцы кислорода или малых количеств H_2O из окружающей среды. В этом случае скорость окисления возрастает, и, поскольку в отожженном образце, по-видимому, слои металлизации насыщены большим количеством структурных дефектов, их проницаемость для кислорода оказалась выше, чем для более плотных слоев TiB_x в облученных до 10^9 Р исходных образцах.

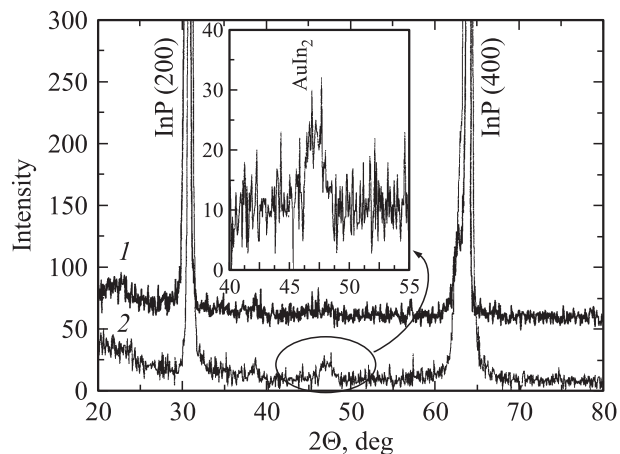


Рис. 6. Рентгенодифрактограммы контактных структур Au-TiB_xInP: 1 — исходной, облученной γ -квантами ^{60}Co до дозы 10^9 Р; 2 — прошедшей БТО при $T = 400^\circ\text{C}$ и облученной до дозы 10^9 Р. На вставке — участок ($\times 7.5$) дифрактограммы с рефлексом от фазы AuIn₂.

Оказалось также, что рентгенодифрактограммы исходного образца, облученного до 10^9 Р и предварительно прошедшего БТО при 400°C и облученного до 10^9 Р, различаются (рис. 6). Причем на дифрактограмме последнего отмечается рефлекс от фазы AuIn₂, что может свидетельствовать о радиационном разрушении диффузионного барьера TiB_x, в то время как на рентгенодифрактограмме от облученного исходного образца новых фаз не наблюдается. Отметим, что некоторая размытость рефлекса от фазы AuIn₂ свидетельствует о том, что она сформирована не только одним AuIn₂.

Параметры барьера Шоттки — ϕ_B и коэффициент идеальности n для исследуемых структур приведены в табл. 2.

Из приведенных в табл. 2 данных видно, что кардинальные изменения параметров наблюдаются только для образца, прошедшего БТО и облученного до дозы 10^9 Р. Для него ВАХ из экспоненциальной превращается в линейную, что хорошо коррелирует с профилем распределения компонентов в контактной металлизации, а

Таблица 2. Влияние быстрой термической обработки и облучения γ -квантами ^{60}Co на ϕ_B и n диодных структур Au-TiB_x- n - n^+ - n^{++} -InP

Контакты	ϕ_B , В	n
Au-TiB _x (исходный)	0.49–0.5	1.1–1.15
Au-TiB _x (БТО 400°C)	0.49–0.51	1.2–1.25
Au-TiB _x (исходный, облучение 10^9 Р)	0.5–0.51	1.1–1.15
Au-TiB _x (БТО 400°C , облучение $2 \cdot 10^8$ Р)	0.5–0.52	1.15–1.22
Au-TiB _x (исходный, облучение $2 \cdot 10^8$ Р)	0.49–0.54	1.25–1.5
Au-TiB _x (БТО 400°C , облучение 10^9 Р)	Линейная ВАХ	

также данными рентгенофазного анализа и морфологии поверхности пленки Au.

Сравнение процессов межфазных взаимодействий в контактной металлизации, состоящей из поликристаллических пленок контактообразующих и буферных металлов квазиаморфных барьерообразующих слоев, показывает, что поликристаллические пленки металлов оказываются диффузионно-проницаемыми как в результате БТО, так и после высоких доз радиации. Причем в облученных образцах после их предварительной БТО массоперенос более интенсивный, чем в облученных исходных структурах, что хорошо видно на примере массопереноса Pd сквозь пленку Au (рис. 3) после каждого из воздействий, кроме исходного образца. Наблюдаемый процесс является ожидаемым подтверждением зернограничной диффузии в поликристаллических пленках контактной металлизации, поскольку такие пленки, судя по литературным данным [13,14], обладают высокой плотностью структурных дефектов, в том числе содержат границы зерен, поры и другие дефекты структуры. Кроме того, переходные области между отдельными слоями металлизации, кроме указанных дефектов, могут быть химически неоднородными, что также ускоряет процессы массопереноса, усиленные введением дополнительных дефектов при БТО и облучении.

Иначе протекают межфазные взаимодействия в контактах Au-TiB_x- n - n^+ - n^{++} -InP. Поскольку TiB_x не изменяет фазового состояния и не взаимодействует с Au и InP (химически инертен по отношению к Au и InP) в процессе БТО при 400°C и после облучения отожженных образцов до дозы $2 \cdot 10^9$ Р (рис. 1), контактная металлизация в процессе этих воздействий остается термо- и радиационно стойкой, а барьер сохраняет работоспособность.

Кардинальным образом структурно-фазное состояние металлизации, границы раздела Au/TiB_x (для исходного контакта) и металлизации и границы раздела Au/TiB_x и TiB_x/InP (для образца, прошедшего БТО при 400°C) изменяются после облучения до дозы 10^9 Р. Поскольку контактная металлизация представляет собой термодинамически неравновесную систему, введение в нее точечных дефектов при облучении и интенсификации этого процесса при облучении образцов, предварительно подвергнутых БТО, стимулирует переход такой системы в более равновесное состояние за счет активации точечных дефектов и их взаимодействия с дислокациями, границами зерен, порами и другими структурными нарушениями, присущими металлическим пленкам. С ростом дозы радиации, как было показано в [15,16], этот процесс может приводить к порообразованию в поликристаллических пленках, коими в нашем случае являются пленки Au, осажденные на квазиаморфные пленки TiB_x, что сопровождается интенсивным проникновением в металлические покрытия кислорода и накоплением его в обоих случаях на границе раздела Au с TiB_x. Однако в образце, подвергнутом БТО перед облучением, кислород продиффундировал на всю толщину металлизации и

прошел на значительную глубину слой InP. При этом оказалась нарушенной слоевая структура металлизации, а в слое TiB_x в присутствии значительного количества кислорода произошло эффективное перемешивание компонентов InP и TiB_x , обусловленное более интенсивным снятием диффузионных барьеров, а следовательно, более интенсивным массопереносом, усиленным наличием пор в слоях металлизации.

4. Заключение

Таким образом, при БТО и облучении γ -квантами ^{60}Co контактная металлизация $\text{Au-Pd-Ti-Pd}-n^{++}\text{-InP}$, сформированная поликристаллическими пленками Au, Pd и Ti, подвержена изменению профилей распределения компонентов металлизации, обусловленному термо- или радиационно-стимулированным массопереносом Pd, как на границе раздела с фосфидом индия, так и сквозь поликристаллическую пленку золота, что существенным образом не влияет на величину ρ_c , поскольку омический контакт был сформирован в процессе осаждения пленки Pd на нагретую до 300°C подложку InP, а фазовый состав металлизации после внешних воздействий БТО при 300 (400°C) и облучения γ -квантами ^{60}Co до дозы 10^8 P не изменялся.

Радиационная стойкость контактной металлизации и барьерного контакта $\text{Au-TiB}_x-n-n^{++}\text{-InP}$, сформированного пленкой TiB_x на подогретой до 300°C подложке InP, обусловлена наличием квазиаморфной пленки TiB_x , содержащей до 10% кислорода. Аналогичные образцы, подвергнутые БТО при 400°C с последующим облучением γ -квантами ^{60}Co , оказались радиационно стойкими до дозы $2 \cdot 10^8 \text{ P}$. Дальнейшее повышение дозы γ -радиации до 10^9 P приводит к разрушению слоевой структуры металлизации и полной деградации барьерных свойств контакта.

Список литературы

- [1] H. Eisele, R. Kamoua. IEEE Trans. MTT, **52** (10), 2371 (2004).
- [2] L. Wandering. J. Microwave, **24** (3), 71 (1981).
- [3] R. Kamoua, H. Eisele, G.I. Haddad. Sol. St. Electron., **36** (12), 1547 (1993).
- [4] В.Н. Иванов, В.М. Ковтонюк, Н.С. Раевская, Ю.Е. Николаенко. Техника и приборы СВЧ, № 1, 31 (2009).
- [5] Н.С. Болтовец, В.Н. Иванов, А.Е. Беляев, Р.В. Конакова, Я.Я. Кудрик, В.В. Миленин, И.Н. Арсентьев, А.В. Бобыль, П.Н. Брунков, И.С. Тарасов, А.А. Тонких, В.П. Улин, В.М. Устинов, Г.Э. Цирлин. ФТП, **40** (6), 753 (2006).
- [6] <http://www.quinstar.com>
- [7] О.А. Агеев, А.Е. Беляев, Н.С. Болтовец, Р.В. Конакова, В.В. Миленин, В.А. Пилипенко. Фазы внедрения в технологии полупроводниковых приборов и СБИС (Харьков, НТК „Институт монокристаллов“, 2008).
- [8] Н.С. Болтовец, В.Н. Иванов, Р.В. Конакова, Я.Я. Кудрик, О.С. Литвин, П.М. Литвин, В.В. Миленин. ФТП **38** (7), 769 (2004).

- [9] И.Н. Арсентьев, А.В. Бобыль, И.С. Тарасов, Н.С. Болтовец, В.Н. Иванов, А.Е. Беляев, А.Б. Камалов, Р.В. Конакова, Я.Я. Кудрик, О.С. Литвин, В.В. Миленин, Е.В. Руссу. ФТП, **42** (7), 793 (2008).
- [10] А.Н. Андреев, М.Г. Растягаева, В.П. Растягаев, С.А. Решапов. ФТП, **32** (7), 832 (1992).
- [11] Структурная релаксация в полупроводниковых кристаллах и приборных структурах, под ред. Ю.А. Тхорика (Киев, Феникс, 1994).
- [12] А.Е. Беляев, Н.С. Болтовец, Р.В. Конакова, В.В. Миленин, Ю.Н. Свешников, В.Н. Шеремет. ФТП, **44** (4), 467 (2010).
- [13] Ю.Р. Колобов, Р.З. Валиев, Г.П. Грабовецкая, А.П. Жилиев, Е.Ф. Дударев, К.В. Иванов, М.Б. Иванов, О.А. Кашин, Е.В. Найденин. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов (Новосибирск, Наука, 2001).
- [14] С.Т. Конобеевский. Действие облучения на материалы. Введение в радиационное материаловедение (М., Атомиздат, 1967).
- [15] Л.С. Палатник, П.Г. Черемской, М.Я. Фуks. Поры в пленках (М., Энергоиздат, 1982).
- [16] А.П. Шпак, П.Г. Черемской, А.П. Куничцкий, О.В. Соболев. Кластерные и наноструктурные материалы (Киев, Академперіодика, 2005) т. 3.

Редактор Т.А. Полянская

Radiation effects and interactions between phases in ohmic and barrier contacts to indium phosphide induced by rapid thermal annealing and ^{60}Co γ -irradiation

A.E. Belyaev, N.S. Boltovets*, A.V. Bobyl†, V.N. Ivanov*, L.M. Kapitanchuk*, V.P. Kladko, R.V. Konakova, Ya.Ya. Kudryk, A.A. Korchevoi, S. Lytvyn, V.V. Milenin, S.V. Novitskii, V.N. Sheremet

Lashkaryov Institute of Semiconductor Physics, National Academy of Sciences of Ukraine, 03028 Kyiv, Ukraine

* State Enterprise Research Institute „Orion“, 03057 Kyiv, Ukraine

† Ioffe Physicotechnical Institute, Russian Academy of Sciences, 194021 St.Petersburg, Russia

* Paton Electrical Welding Institute, National Academy Sciences of Ukraine, 03068 Kyiv, Ukraine

Abstract We studied the radiation resistance of $\text{Au-Pd-Ti-Pd}-n^{++}\text{-InP}$ ohmic contacts and $\text{Au-TiB}_x-n-n^{++}\text{-InP}$ barrier contacts, both initial and subjected to rapid thermal annealing (RTA), at ^{60}Co γ -irradiation (exposure doses up to 10^9 R). The electrophysical characteristics of contacts, as well as component concentration depth profiles and phase composition of metallization layers, were measured before and after external actions. The layered structure of metallization in Pd-Ti-Pd-Au ohmic contacts subjected to RTA and irradiation was damaged noticeably because

of thermal and radiation-enhanced mass transfer of Pd over grain boundaries in Ti and Au polycrystalline films. However, the value of contact resistivity ρ_c did not change considerably. This is related to rather constant phase composition of a contactforming layer at the Pd- n^+ -InP interface. In both the initial sample with Au-TiB_x- n - n^+ - n^{++} -InP barrier contact and that subjected to RTA at a temperature $T = 400^\circ\text{C}$, the layered structure of metallization remained after irradiation with exposure dose up to $2 \cdot 10^8$ R. In the samples subjected to RTA at $T = 400^\circ\text{C}$, that structure was damaged completely after irradiation with exposure dose of 10^9 R; however, it remained in the initial sample. The electrophysical properties of contact structures degraded considerably only after irradiation of samples subjected previously to RTA at $T = 400^\circ\text{C}$.